

## Wear resistant steel matrix composite material production

**Patent number:** DE19711642  
**Publication date:** 1998-09-24  
**Inventor:** JACEK JERZY SEMENOWICZ DIPL IN (NL)  
**Applicant:** NWM DE KRUIHOOORN BV (NL)  
**Classification:**  
- international: **C22C1/05; C22C33/02; C22C1/05; C22C33/02;** (IPC1-7): B22F7/00; C22C1/04; C22C1/05; C22C1/09  
- european: C22C33/02F4H; B22F3/15L; B22F3/22D; C22C1/05B  
**Application number:** DE19971011642 19970320  
**Priority number(s):** DE19971011642 19970320

**Report a data error here**

### Abstract of **DE19711642**

Producing a steel matrix composite material involves: (a) mixing (i) 5-75 wt.% high speed steel powder in pre-alloyed or individual constituent form, having less than 70 (preferably less than 20)  $\mu$  m particle size and less than 2000 (preferably  $\leq$  400) ppm oxygen content (  $\leq$  5000, preferably  $\leq$  400 ppm in the elementary constituents), with (ii) 25-95 wt.% tungsten carbide powder of less than 30 (preferably  $\leq$  5)  $\mu$  m particle size and less than 2000 (preferably  $\leq$  100) ppm oxygen content and (iii) up to 20 wt.% titanium carbide, titanium diboride, titanium nitride, titanium carbonitride, tantalum carbide, niobium carbide, molybdenum carbide, vanadium carbide, chromium carbide and/or hafnium carbide of  $\leq$  30 (preferably  $\leq$  5)  $\mu$  m particle size and less than 6000 (preferably  $\leq$  400) ppm oxygen content; (b) mechanically alloying the powder to ensure uniform distribution of the components in  $\sim$  30 (preferably  $\sim$  80)% of the steel powder particles; and (c) compacting to a coherent material of  $\sim$  98 (preferably  $\sim$  99.5)% density. Also claimed is a similar process which uses a pre-alloyed corrosion resistant steel powder or the elementary constituent powders of a stainless steel instead of the high speed steel powder(s). Further claimed are steel matrix composite materials.

---

Data supplied from the **esp@cenet** database - Worldwide



①9 BUNDESREPUBLIK  
DEUTSCHLAND



DEUTSCHES  
PATENTAMT

⑫ **Offenlegungsschrift**  
⑩ **DE 197 11 642 A 1**

⑤1 Int. Cl.<sup>6</sup>:  
**B 22 F 7/00**  
C 22 C 1/09  
C 22 C 1/04  
C 22 C 1/05

⑳1 Aktenzeichen: 197 11 642.6  
⑳2 Anmeldetag: 20. 3. 97  
⑳3 Offenlegungstag: 24. 9. 98

DE 197 11 642 A 1

⑦1 Anmelder:  
NWM de Kruithoorn B.V., 's-Hertogenbosch, NL  
  
⑦4 Vertreter:  
Behrend, R., Rechtsanwalt, 40476 Düsseldorf

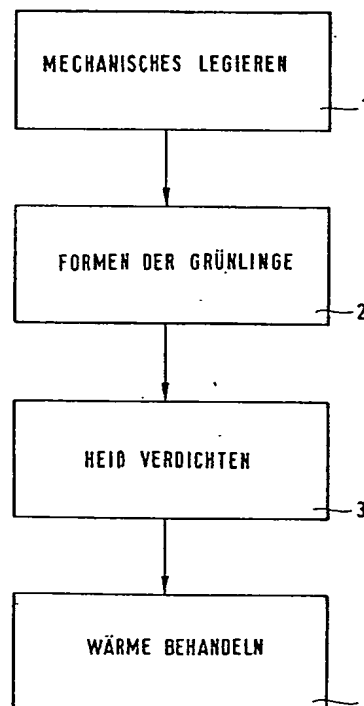
⑦2 Erfinder:  
Jacek, Jerzy Semenowicz, Dipl.-Ing., Oude Tonge, NL

**Die folgenden Angaben sind den vom Anmelder eingereichten Unterlagen entnommen**

⑤4 Verfahren zur Herstellung eines Stahl-Matrix-Verbundwerkstoffes sowie Verbundwerkstoff, hergestellt nach einem derartigen Verfahren

⑤7 Der Erfindung liegt die Aufgabe zugrunde, ein Verfahren zur Herstellung eines Stahl-Matrix-Verbundwerkstoffes anzugeben, das gegenüber bekannten vergleichbaren Verbundwerkstoffen eine wesentlich höhere Verschleißfestigkeit aufweist.

Dieses wird dadurch erreicht, daß in die Stahl-Matrix durch mechanisches Legieren gleichmäßig verteilte Wolframkarbid-Partikel eingebracht werden. Anschließend erfolgt ein Verdichten des derart legierten und pulverisierten Materials durch Pulverspritzgießen und Sintern, uniaxiales Pressen und Sintern oder heißisostatisches Pressen. Abschließend kann dann eine an sich bekannte Metallvergütung zur Anpassung der Eigenschaften des Verbundwerkstoffes an den jeweils vorgesehenen Verwendungszweck erfolgen.



DE 197 11 642 A 1

Die Erfindung betrifft ein Verfahren zur Herstellung eines Stahl-Matrix-Verbundwerkstoffes. Die Erfindung bezieht sich ferner auf einen Verbundwerkstoff, hergestellt nach einem derartigen Verfahren.

Schnellarbeitsstähle werden aufgrund ihrer hohen Verschleißfestigkeit in vielen Bereichen (z. B. bei Kaltumform- und Prägematrizen und Prägestempeln sowie bei verschiedenen Schneidwerkzeugen) verwendet. Sie verdanken ihre hohe Verschleißfestigkeit und Härte der nach der Vergütung entstehenden Mikrostruktur des Stahles. Für diese Mikrostruktur ist eine relativ große Menge feiner Karbide charakteristisch, welche durch Ausscheidungen in der Matrix (angelassener Martensit) entstehen. Der Volumenanteil der Karbide in vergüteten Schnellarbeitsstählen liegt in der Regel zwischen 15 und 25%.

In der Vergangenheit wurden Schnellarbeitsstähle in Anwendungsbereichen, in denen ein extremer Abrieb auftritt (z. B. Schneidwerkzeuge für die Zerspanung von Metallen), durch Hartmetalle ersetzt. Da Hartmetalle pulvermetallurgisch hergestellt werden und im wesentlichen aus hartem Wolframkarbid in einer duktilen Kobalt Matrix bestehen, gibt es keinerlei Einschränkungen in bezug auf die Zusammensetzung der harten Phase. Es ist lediglich zu beachten, daß der Kobaltgehalt groß genug ist, um die Wolframkarbid-Partikel zu binden und dadurch eine gewisse Zähigkeit zu erzeugen. Denn reines Wolframkarbid ist empfindlich für Spröbruch.

Die heute erhältlichen Hartmetalle weisen zwischen 70 und 90 Vol.-% Wolframkarbid auf, wobei die höchsten Konzentrationen für Anwendungen benutzt werden, die keine hohe Duktilität verlangen, wie beispielsweise Verschleißplatten und Schneidwerkzeuge für die Zerspanung von Metallen. Hartmetalle mit einer geringeren Konzentration an Wolframkarbid werden hingegen u. a. für verschiedene Kaltumformungsmaschinen und Steinbohrermeißel, die eine hohe Duktilität fordern, verwendet.

In den vergangenen Jahren wurde sowohl die Verschleißfestigkeit der Schnellarbeitsstähle als auch der Hartmetalle beträchtlich verbessert. Trotzdem besteht ein Bedürfnis, die Leistung verschleißbeanspruchter Komponenten in Anlagen und Bauteilen weiter zu verbessern. Beispiele entsprechender Anwendungsgebiete sind u. a. die verschleißbeanspruchten Komponenten in Bergbau- und Bodenbearbeitungsmaschinen sowie in Metallbearbeitungsanlagen. Längere Standzeiten der verschleißbeanspruchten Komponenten in derartigen Anlagen würden zu einer erheblichen Reduktion der Umrüstzeiten und damit zu starken Kostensenkungen führen.

Der Erfindung liegt die Aufgabe zugrunde, ein Verfahren zur Herstellung eines Stahl-Matrix-Verbundwerkstoffes anzugeben, das gegenüber bekannten vergleichbaren Verbundwerkstoffen eine wesentlich höhere Verschleißfestigkeit aufweist. Ferner soll ein derartiger Verbundwerkstoff angegeben werden.

Diese Aufgabe wird hinsichtlich des Verfahrens durch die Merkmale der Ansprüche 1 und 2 und hinsichtlich des Verbundwerkstoffes durch die Merkmale der Ansprüche 18 und 25 gelöst. Weitere, besonders vorteilhafte Ausgestaltungen der Erfindung offenbaren die Unteransprüche.

Die Erfindung beruht im wesentlichen auf dem Gedanken, die Verschleißfestigkeit einer Stahl-Matrix, insbesondere eines Schnellarbeitsstahles, dadurch zu erhöhen, daß in die Stahl-Matrix durch mechanisches Legieren gleichmäßig verteilte Wolframkarbid-Partikel eingebracht werden. Anschließend erfolgt ein Verdichten des derart legierten und pulverisierten Materials durch Pulverspritzgießen und Sin-

tern, uniaxiales Pressen und Sintern oder heißisostatisches Pressen. Abschließend kann dann eine an sich bekannte Metallvergütung zur Anpassung der Eigenschaften des Verbundwerkstoffes an den jeweils vorgesehenen Verwendungszweck erfolgen.

Zur weiteren Erhöhung der Verschleißfestigkeit und anderer mechanischer Eigenschaften hat es sich als vorteilhaft erwiesen, zusätzlich zu dem Wolframkarbid auch Partikel aus Titandiborid, Titanitrid, Titankarbonitrid sowie Titan-, Tantal-, Niob-, Molybdän-, Vanadium-, Chrom- und/oder Hafniumkarbide durch mechanisches Legieren in der Stahl-Matrix gleichmäßig zu verteilen.

Der Werkstoff kann durch konventionelle Vergütung noch weiter gehärtet werden, wobei von dem Schnellarbeitsstahl und den beigegebenen Karbiden Martensit und komplexe Karbide geformt werden. Zur Verbesserung der Korrosionseigenschaften kann die Stahlkomponente des Werkstoffes gegen korrosionsbeständigen Stahl ausgetauscht werden.

In einer bevorzugten Anwendungsform der Erfindung besteht die Matrix aus angelassenem Martensit. Eine weitere bevorzugte Anwendungsform ist eine Matrix aus Austenit eines nichtrostenden Stahles. Dieser Werkstoff eignet sich besonders für Anwendungen in Umgebungen, in denen sowohl ein Verschleiß auftritt als auch mit Korrosion gerechnet werden muß.

Weitere Einzelheiten und Vorteile der Erfindung ergeben sich aus den folgenden anhand von Figuren erläuterten Ausführungsbeispielen. Es zeigen:

Fig. 1 eine Gegenüberstellung der Verschleißfestigkeit eines erfindungsgemäßen Stahl-Matrix-Verbundwerkstoffes (SMV) und herkömmlicher Verbundwerkstoffe;

Fig. 2 eine Gegenüberstellung der Biegefestigkeit eines erfindungsgemäßen Stahl-Matrix-Verbundwerkstoffes und herkömmlicher Verbundwerkstoffe;

Fig. 3 die schematische Darstellung eines die einzelnen Verfahrensschritte zur Herstellung der erfindungsgemäßen Verbundwerkstoffe wiedergebenden Diagrammes und

Fig. 4 eine TEM-Aufnahme eines in eine Stahlmatrix eingebetteten eckigen nanokristallinen Karbidteilchens.

In Fig. 1 ist mit SMV die Verschleißfestigkeit eines erfindungsgemäßen Stahl-Matrix-Verbundwerkstoffes bezeichnet, der nach dem erfindungsgemäßen Verfahren mit einem Wolframkarbid-Anteil von etwa 72 Vol.-%, einem Gehalt an komplexen Karbiden von etwa 15 Vol.-% und einem Titankarbid-Anteil von etwa 3 Vol.-% hergestellt wurde.

In einer Prüfung gemäß ASTM Standard G 65, gemessen in Stunden/mm, ergab sich eine Verschleißfestigkeit, die sechsmal größer ist als die eines herkömmlichen Hartmetalles GC 10 mit einem Wolframkarbid-Anteil von etwa 91 Vol.-%. Die Verschleißfestigkeit ist fünfzehnmal größer als ein Hartmetall GC 60 mit etwa 70 Vol.-% Wolframkarbid und mehr als das Zweiundzwanzigfache als Ferro-TiC C-Special mit etwa 60 Vol.-% Titankarbid.

Diese enorme Erhöhung der Verschleißfestigkeit des erfindungsgemäßen Verbundwerkstoffes gegenüber bekannten Verbundwerkstoffen führt sowohl zu wesentlichen Verbesserungen bestehender Anwendungsmöglichkeiten als auch zu zahlreichen neuen Anwendungsmöglichkeiten.

Wie Fig. 2 entnommen werden kann, ist die Biegefestigkeit des erfindungsgemäßen Materials vergleichbar mit der des Ferro-TiC C-Special und liegt im Mittel 34% unter der des herkömmlichen Hartmetalles, siehe Fig. 2. Das Ausmaß der besseren Verschleiß-Festigkeit dieses SMV im Vergleich zu den in den Fig. 1 und 2 aufgeführten Werkstoffen ist spektakulär und bietet deshalb insbesondere Verbesserungsmöglichkeiten für viele bestehende Anwendungsmöglichkeiten und wird den Weg für zahlreiche neue Anwendungsmöglichkeiten öffnen.

Bei der Herstellung des erfindungsgemäßen Werkstoffes ist zu beachten, daß die Karbid-Partikel nicht größer als 15 µm, vorzugsweise kleiner als 2 µm, sein sollten. Noch bessere Ergebnisse werden erzielt, wenn die Karbid-Partikel höchstens 0,1 µm groß sind. Es ist ferner wichtig, daß die Karbid-Partikel gleichmäßig in der Matrix verteilt sind, um die optimale Leistung des Werkstoffes zu erreichen.

Bei einer Sinterung oder Vergütung des SMV erzeugt der Stahlanteil selbst Karbid-Partikel. Diese Karbide bestehen bis auf wenige Ausnahmen aus komplexen Karbiden mit zwei oder mehr Metallbestandteilen. Komplexe Karbide werden darüber hinaus durch eine Reaktion zwischen dem Wolframkarbid und anderen harten Phasen der Stahl-Matrix gebildet.

Obwohl Wolframkarbid die wichtigste harte Komponente des erfindungsgemäßen Verbundwerkstoffes ist, können zusätzlich auch andere harte Partikel die Härte, die Verschleißfestigkeit und die Zähigkeit des Materials noch weiter verbessern. So wurde festgestellt, daß Titandiborid, Titanitrid, Titankarbonitrid und Titan-, Tantal-, Niob-, Molybdän-, Vanadium-, Chrom- und Hafniumkarbide in dieser Hinsicht einen günstigen Effekt aufweisen, sofern die Partikel nicht größer als 15 µm, vorzugsweise kleiner als 2 µm, sind. Die besten Ergebnisse werden mit Partikeln erzielt, die nicht größer als 0,1 µm sind. Um die Wirkung dieser Partikel voll ausschöpfen zu können, ist es von Bedeutung, daß sie über die metallische Matrix gleichmäßig verteilt sind.

Im folgenden wird näher auf zwei Gruppen von Stahl-Matrix-Verbundwerkstoffen und deren Herstellungsverfahren eingegangen:

Die erste Gruppe besteht aus Schnellarbeitsstahl als Matrixmaterial und Wolframkarbid, dessen Konzentration abhängig von den erwünschten Eigenschaften zwischen 10 und 92 Vol.-% variieren kann. Die Matrix kann aufgebaut sein aus Martensit, angelassenen Martensit, Bainit, Ferrit oder Austenit oder aus einer Kombination dieser Phasen.

Eine hohe Wolframkarbid-Konzentration empfiehlt sich, wenn eine extreme Härte und Verschleißfestigkeit erreicht werden soll. Bei einer ersten, besonders vorteilhaften Untergruppe liegt die Wolframkarbid-Konzentration zwischen 35 und 92 Vol.-%. In der Regel haben die Werkstoffe in dieser Untergruppe einen Matrix-Anteil von 5 bis 35 Vol.-%, aber in extremen Fällen kann der Matrix-Anteil auf 3 Vol.-% reduziert werden. Der Werkstoff kann auch 10 bis 40 Vol.-% anderer Karbide, Titanitrid, Titandiborid und/oder Titankarbonitrid und komplexe Karbide enthalten.

Die Verschleißfestigkeit und insbesondere die Biegefestigkeit wird in starkem Maße durch die Präsenz von Lunkern und Oxid-Partikeln oder Oxid-Schichten beeinflusst. Letztere haben besonders negative Auswirkungen und müssen eliminiert werden. Aus diesem Grunde sollte die Porosität des Werkstoffes unbedingt unter 3 Vol.-% liegen und der Sauerstoffgehalt höchstens 500 ppm betragen. Empfohlen werden eine Porosität unter 1 Vol.-% und ein Sauerstoffgehalt unter 200 ppm. Die besten Ergebnisse werden mit einem Werkstoff erzielt, der eine 100%ige Dichte oder eine Porosität unter 0,5 Vol.-% sowie einen Sauerstoffgehalt unter 100 ppm aufweist.

Die Härte des SMV dieser ersten Untergruppe liegt zwischen 1700 und 3000 HV<sub>0,5</sub>, während die Biegefestigkeit, je nach Matrix-Konzentration, Karbid-Zusammensetzung und Partikelgröße, Porosität und Sauerstoffgehalt, zwischen 800 und 2800 MPa variiert.

Bei einer zweiten SMV-Untergruppe auf Basis von Schnellarbeitsstahl als Matrixmaterial liegt der Wolframkarbid-Anteil vorzugsweise zwischen 10 und 60 Vol.-%. Diese Werkstoffe weisen ebenfalls eine Härte und Verschleißfestigkeit auf, die sich mit den Werten herkömmlicher Hart-

metalle mit einem höheren Karbid-Gehalt vergleichen läßt.

Infolge dieser Tatsache liegt das Gewicht einer Komponente, die nach dieser Erfindung hergestellt wurde, rund 20% unter dem der gleichen Komponente aus Hartmetall mit derselben Verschleißfestigkeit. Eine weitere interessante Eigenschaft derartiger Werkstoffe mit niedrigem Wolframkarbidanteil besteht darin, daß er vor der letzten Wärmebehandlung durch Drehen oder Bohren bearbeitet werden kann.

Werkstoffe in dieser zweiten Untergruppe haben in der Regel einen Matrix-Anteil zwischen 35 und 70 Vol.-%, einen Wolframkarbid-Anteil zwischen 10 und 60 Vol.-% sowie einen Anteil von anderen Karbiden, Titanitrid, Titandiborid und/oder Titankarbonitrid und komplexen Karbiden zwischen 20 und 50 Vol.-%.

Im allgemeinen liegt ihre Härte zwischen 900 und 1900 HV<sub>0,5</sub>, während die Biegefestigkeit zwischen 1200 und 3000 MPa liegt. Überdies spielen in bezug auf die Zähigkeit dieser Gruppe von SMV Lunker und Verunreinigungen, die keine starke Verbindung mit der Matrix eingehen, eine große Rolle.

Die zweite Gruppe an erfindungsgemäßen Verbundwerkstoffen besteht aus einer Matrix aus einem korrosionsbeständigen Stahl, wie beispielsweise AISI 316L. Diese SMV sind vor allem für Anwendungen geeignet, bei denen sowohl Verschleiß auftritt als auch mit Korrosion gerechnet werden muß. Der Wolframkarbid-Anteil des SMV auf der Basis von korrosionsbeständigem Stahl liegt zwischen 8 und 92 Vol.-%. Die Matrix kann, je nach Art der Zusammensetzung, aus Austenit, Martensit oder Ferrit oder aus einer Kombination dieser drei Phasen bestehen.

Auch in diesem Fall wird ein hoher Wolframkarbid-Anteil gewählt, wenn der Verwendungszweck durch einen hohen Verschleiß in einer korrosiven Umgebung geprägt ist (erste Untergruppe). In der Regel wird der Wolframkarbid-Anteil zwischen 35 und 92 Vol.-% und der des Matrixmaterials zwischen 3 bis 35 Vol.-% liegen. Der Werkstoff kann zudem noch 10 bis 50 Vol.-% von anderen Karbiden, Titanitrid, Titandiborid und/oder Titankarbonitrid und komplexen Karbiden enthalten.

Die Härte der SMV-Werkstoffe in dieser Untergruppe liegt in der Regel zwischen 1400 und 2700 HV<sub>0,5</sub>, während die Biegefestigkeit normalerweise zwischen 800 und 2600 MPa beträgt. Der exakte Wert hängt von der Matrix und der Zusammensetzung der harten Phase, von der Porosität und dem Sauerstoffgehalt ab. Die praktischen Grenzen der letzten beiden Parameter entsprechen dem oben beschriebenen Fall.

In Situationen, in denen die Korrosionsbeständigkeit von entscheidender Bedeutung und die Verschleißfestigkeit zweitrangig ist, kann ein Werkstoff mit einem niedrigeren Wolframkarbid-Anteil, nämlich zwischen 8 und 60 Vol.-%, gewählt werden (zweite Untergruppe). Diese Werkstoffe enthalten 35 bis 80 Vol.-% an metallischer Matrix und 10 bis 50 Vol.-% an anderen Karbiden, Titanitrid, Titandiborid und/oder Titankarbonitrid und komplexen Karbiden. Neben der Korrosionsbeständigkeit zeichnet sie eine Härte von 800 bis 1800 HV<sub>0,5</sub> und eine Biegefestigkeit zwischen 1000 und 2800 MPa aus. Auch in diesem Fall wird die Zähigkeit wieder zu einem großen Teil von der Porosität und dem Sauerstoffgehalt bestimmt. Ihre praktischen Grenzwerte entsprechen ebenfalls den oben beschriebenen Fällen.

Im folgenden wird mit Hilfe von Fig. 3 das Verfahren zur Herstellung der vorstehend beschriebenen Verbundwerkstoffe erläutert:

In dem mit 1 bezeichneten Verfahrensschritt wird feines Stahlpulver, insbesondere Pulver von Schnellarbeitsstahl oder nichtrostendem Stahl, und Wolframkarbid- sowie wei-

terer Pulver in einer geeigneten Mühle mechanisch legiert. Anschließend wird dann in dem mit 2 bezeichneten Verfahrensschritt das mechanisch legierte Pulver in die gewünschte Form gebracht und anschließend heißverdichtet (Verfahrensschritt 3), um eine Bindung zwischen den Partikeln herzustellen und die erwünschte Mikrostruktur zu erzeugen. Die endgültige Mikrostruktur wird schließlich in einem separaten in Fig. 3 mit "Wärmebehandlung" bezeichneten Vergütungsschritt (Verfahrensschritt 4) erreicht.

Zur Herstellung der beiden oben erwähnten Gruppen von Stahl-Matrix-Verbundwerkstoffen werden zwei unterschiedliche metallische Rohmaterialien benötigt:

Die erste Gruppe basiert auf einem vorlegierten Schnellarbeitsstahl-Pulver mit einer Korngröße unter 70 µm, vorzugsweise unter 20 µm, mit einem Sauerstoffgehalt unter 2000 ppm, vorzugsweise unter 400 ppm. Der Anteil des Schnellarbeitsstahles am gesamten Rohmaterial liegt in der Regel zwischen 5 und 75 Gew.-%. Bei der Zusammensetzung des Schnellarbeitsstahles können die Arten M2, M3/2 und T15 oder jede andere Zusammensetzung, die sich für die Herstellung von Schnellarbeitsstahl eignet, gewählt werden.

In einer weiteren Anwendungsform der ersten Gruppe von Stahl-Matrix-Verbundwerkstoffen ist das Rohmaterial für den Schnellarbeitsstahl-Anteil des Werkstoffes aus Elementarpulvern zusammengesetzt, deren Verhältnis der Zusammensetzung des betreffenden Schnellarbeitsstahles entspricht. Die Korngröße dieser Pulver sollten den betreffenden Werten des obengenannten vorlegierten Schnellarbeitsstahl-Pulvers entsprechen.

Bei der zweiten Gruppe von Stahl-Matrix-Verbundwerkstoffen wird vorlegierter, korrosionsbeständiger Stahl in Pulverform verwendet. 5 bis 85 Gew.-% des gesamten Rohmaterials für diese SMV-Sorte besteht aus nichtrostendem Stahl in Pulverform. Dazu können die Sorten 316, 17-4-PH, 420, aber auch andere Sorten verwendet werden. Auch in diesem Fall gelten die obengenannten Voraussetzungen in bezug auf die Korngröße und den Sauerstoffgehalt.

In einer weiteren Anwendungsform der Erfindung werden anstelle der vorlegierten Stahlpulver Mischungen aus Elementarmetallpulvern verwendet, um die gleiche Gesamtzusammensetzung zu erhalten, wobei wiederum die oben beschriebenen Grenzwerte für die Korngröße gelten. Der Sauerstoffgehalt sollte unter 5000 ppm liegen, vorzugsweise unter 400 ppm.

In manchen Fällen ist es, wie es sich gezeigt hat, günstig, bis zu 15 Gew.-% Elementarmetallpulver aus der Gruppe Eisen, Nickel, Chrom und Kobalt hinzuzugeben, vor allem um die Zähigkeit und die Warmfestigkeit des Werkstoffes zu verbessern. Bei ihrer Zugabe sollten auch diese Pulver die obengenannten Kriterien für Schnellarbeitsstahl und korrosionsbeständiges Stahlpulver in bezug auf Korngröße erfüllen. Der Sauerstoffgehalt sollte unter 5000 ppm liegen, vorzugsweise unter 400 ppm.

Der Hauptbestandteil des Rohmaterials ist Wolframkarbid mit einer Korngröße von maximal 30 µm. Bessere Ergebnisse werden mit einem Wolframkarbid-Pulver erreicht, dessen Korngröße unter 5 µm liegt. Wichtig ist, daß der Sauerstoffgehalt des Wolframkarbid-Pulvers nicht über 2000 ppm liegt. Es empfiehlt sich jedoch, in bezug auf den Sauerstoffgehalt ein Pulver zu verwenden, dessen Sauerstoffanteil unter 100 ppm liegt. Der Sauerstoffgehalt des Wolframkarbids hat einen großen Einfluß auf die Bindung zwischen den harten Partikeln und der Matrix und infolgedessen auch in besonderem Maße auf die Zähigkeit des Werkstoffes. Das Wolframkarbid hat einen Anteil zwischen 25 und 95 Gew.-% am Rohmaterial des SMV.

Es ist aber auch möglich, andere Hartstoffpartikel beizu-

geben. Die Verbindungen, mit denen besonders günstige Ergebnisse erzielt werden, sind Titankarbid, Titandiborid, Titanitrid, Titankarbonitrid, Tantalkarbid, Niobkarbid, Molybdänkarbid, Vanadiumkarbid, Chromkarbid und/oder Hafniumkarbid. Bis zu 20 Gew.-% einer oder mehrerer dieser Verbindungen in Pulverform mit einer maximalen Korngröße von 30 µm, vorzugsweise 5 µm, und ein Sauerstoffgehalt unter 6000 ppm, vorzugsweise unter 400 ppm, können zur weiteren Verbesserung der Härte, der Verschleißfestigkeit, der Zähigkeit oder der Hochtemperatureigenschaften beigegeben werden.

In einigen Fällen hat es sich als notwendig erwiesen, der Mischung 0 bis 1 Gew.-% Graphitpulver zuzugeben, um damit den Kohlenstoffverlust infolge der Reaktion mit den Oxiden im Pulver zu korrigieren. In der Regel reicht eine Beigabe von 0,05 bis 0,2 Gew.-%. Die maximale Korngröße des Graphitpulvers sollte maximal 25 µm betragen.

Die obengenannten Pulver werden in einer Kugelmühle oder Attritor oder einem anderen Gerät, geeignet für mechanisches Legieren, zusammengebracht (zum mechanischen Legieren vgl. auch F.H. Froes, C. Suryanarayana, Mechanical alloying research broadens its shape, MPR, 1/1994, Seiten 14-18). Das mechanische Legieren umfaßt das wiederholte Verschweißen, Zerbrechen und Wiederschweißen einer Mischung von Pulverteilchen in einer Hochenergie-Kugelmühle, das mit einer außergewöhnlichen Reduktion der Kristallitgröße (bis auf 100 nm) und einer homogenen Verteilung der Bestandteile einhergeht. Die plastische Deformation der Partikel führt zu einem großen Anteil an Stapelfehlern und zur Erhöhung der Versetzungsdichte, die auch zur Verfestigung des Werkstoffes beitragen können. Stoffe mit einer derartigen Kornstruktur werden zu den nanokristallinen Materialien gezählt. Dabei handelt es sich um einphasige oder mehrphasige Vielkristalle in einem metastabilen Zustand.

Das mechanische Legieren muß so lange dauern, bis die gleichmäßige Verteilung der Karbide und der anderen harten Stoffe in minimal 30%, vorzugsweise in minimal 80% der Metallpulver-Partikel gewährleistet ist. Anschließend sollten die Karbidteilchen eine Korngröße von höchstens 15 µm haben. Eine große Anzahl der Partikel wird aber noch weiter zerkleinert, so daß die Größe einiger Partikel sich schon im nanokristallinen Bereich zwischen 5 und 100 nm bewegt.

Das mechanische Legieren sollte in einer abgeschirmten Umgebung stattfinden, um Oxidation weitestgehend zu vermeiden.

Nach dem mechanischen Legieren können die Partikel agglomeriert sein. Sollte dies die nachfolgende Verdichtung behindern, können die Agglomerate durch Mahlen in einer geeigneten Mühle, wie beispielsweise in einer Hammermühle, einem Zertrümmerer o. ä., zerkleinert werden.

Wie in Fig. 3 angegeben, stehen für die Verdichtung mehrere Prozesse für die Herstellung von SMV zur Verfügung. Die Auswahl hängt von den erwünschten Eigenschaften des Produktes und daneben von seiner endgültigen Form ab. Handelt es sich um ein kleines Produkt mit einer komplizierten Form, kann das Pulverspritzgießen das optimale Verfahren sein. Dabei wird das Pulver mit einem Binder vermischt, woraufhin die entstandene Mischung granuliert wird und das Granulat in die Spritzgießmaschine gegeben wird. Dort wird das Granulat erhitzt und plastifiziert. Anschließend wird sie in die formgebende Matrice des Spritzgießwerkzeuges gespritzt, durch Abkühlung erstarrt und kann als Rohformteil entnommen werden.

Zur Herstellung von Stäben oder Rohren etc. kann die Formmasse im Strangpreßverfahren extrudiert werden. Der Binder wird durch einen chemischen Vorgang und/oder durch Erwärmen entzogen, woraufhin die Teile bei einer

Temperatur zwischen 1100 und 1600°C im Vakuum gesintert werden. Im Laufe der Sinterung schrumpfen die Teile so weit, daß die Porosität nahezu vollkommen eliminiert wird.

Eine Alternative zur Herstellung von SMV ist die Einkapselung des Pulvers in einem Behälter aus hitzebeständigem Blech, der nach dem Entlüften verschweißt und anschließend in einer heißisostatischen Presse (HIP) verdichtet wird. Diese Methode eignet sich jedoch nicht wie das oben beschriebene Pulverspritzgieß-Verfahren für die Produktion kleinerer Teile oder komplizierter Formen. Andererseits aber bietet diese Methode ein sicheres Verfahren, das eine minimale Porosität im Produkt garantiert.

In manchen Fällen muß der Sauerstoffgehalt des Pulvers vor dem HIP-Verfahren durch einen Reduktionsvorgang verringert werden, da während des HIPs eine weitere Verringerung des Sauerstoffgehaltes nicht möglich ist. Dieser Reduktionsvorgang erfolgt in der Regel durch die Erhitzung des Pulvers auf eine Temperatur zwischen 800 und 1300°C in einer reduzierenden Atmosphäre oder in einem Vakuum.

Eine weitere Formgebungstechnik ist die uniaxiale Verdichtung in einer Präzisions-Preßform mit einem Druck zwischen 300 und 2000 MPa. Vor dem Einspeisen in die Preßform wird das Pulver mit einem festen Schmiermittel in Pulverform, wie beispielsweise Wachs, gemischt. In einer anderen Anwendungsform der Erfindung wird die Formwand der Preßform mit einem festen Schmiermittel dünn beschichtet. In diesem Falle ist es nicht erforderlich, das Pulver mit einem Schmiermittel zu mischen.

Als Alternative zu der uniaxiale Verdichtung kann das kaltisostatische Pressen (CIP) der Pulver in flexiblen Formen mit einem Druck zwischen 100 und 900 MPa angewendet werden. Die verdichteten Formteile werden bei Temperaturen zwischen 1100 und 1600°C unter Vakuum oder unter Teildruck oder atmosphärischem Druck eines inerten Gases, wie Argon, gesintert, wobei sie schrumpfen und infolgedessen eine höhere Dichte erhalten. Ein Nachteil dieser Verdichtungstechnik besteht darin, daß der so hergestellte Werkstoff immer noch einen Rest an Porosität behält. Dieser Nachteil läßt sich jedoch ausschalten, indem bei der Sinterung Konditionen geschaffen werden, die dafür sorgen, daß die gesinterten Formteile eine geschlossene Porosität aufweisen, woraufhin die Teile im HIP-Prozeß ohne vorherige Einkapselung weiter verdichtet werden.

Für dieses Verfahren eignet sich auch der sogenannte Sinter-HIP-Prozeß. Dabei werden die Grünlinge in die Sinter-HIP-Anlage gegeben, unter Vakuum oder atmosphärischem Druck eines inerten Gases auf die Sintertemperatur gebracht, wobei eine geschlossene Porosität erreicht wird, und anschließend durch Druckerhöhung verdichtet. Auch in diesem Falle kann auf die umständliche Einkapselung verzichtet werden.

In einer speziellen Anwendungsform der Erfindung werden die Formteile durch das oben beschriebene uniaxiale Formpreßverfahren oder kaltisostatische Pressen hergestellt. Anschließend werden sie unter Vakuum oder atmosphärischem Druck eines inerten Gases auf die Sintertemperatur gebracht. Anschließend erhalten sie vollständige Dichte durch quasi-heißisostatisches Pressen (Quasi-HIP) in einer mechanischen Presse, wobei als Druckübertragungsmedium ein Feststoff in Granulatform verwendet wird. Bei dieser Methode kann auf die Einkapselung des Pulvers verzichtet werden.

Eine weitere Formgebungstechnik ist das Vorsintern der Rohlinge, die mittels uniaxialem Pressens oder kaltisostatischem Pressen hergestellt sind, um eine ausreichende Festigkeit zu erreichen, so daß die Endform durch eine mechanische spanabhebende Bearbeitung gefertigt werden kann. Die Fertigteile werden anschließend mittels der Verfahren:

Sintern, Sintern – bis sich eine geschlossene Porosität ergibt –, HIP, Sinter-HIP oder Quasi-HIP heißverdichtet.

In der Regel wird die optimale Mikrostruktur in einer abschließenden Vergütung nach der Verdichtung und nach der Fertigstellung der Endform bzw. Beinahe-Endform durch die spanabhebende Bearbeitung erreicht. Die auf der Basis einer Schnellarbeitsstahl-Matrix hergestellten Werkstoffe werden in der Regel gehärtet und angelassen, während das SMV mit korrosionsbeständigem Stahl als Matrix durch Glühen und Abschrecken vergütet werden kann.

Fig. 4 zeigt eine Transmission Elektronische Mikroskopische (TEM) Aufnahme von einem gesinterten SMV, welches nach einem erfindungsgemäßen Verfahren hergestellt wurde. Dabei sind die eckigen nanokristallinen Karbidteilen z. B. mit 5–8 und die Stahlmatrix mit 9 und 10 bezeichnet.

#### Patentansprüche

1. Verfahren zur Herstellung eines Stahl-Matrix-Verbundwerkstoffes, **gekennzeichnet durch** die folgenden Verfahrensschritte:

a) Mischen der folgenden Komponenten:

– 5 bis 75 Gew.-% eines vorlegierten Schnellarbeitsstahl-Pulvers bzw. der elementaren Bestandteile eines derartigen Schnellarbeitsstahles in Pulverform, wobei die Pulver jeweils eine Korngröße < 70 µm, vorzugsweise < 20 µm, und einen Sauerstoffgehalt < 2000 ppm, vorzugsweise ≤ 400 ppm, und in den elementaren Bestandteilen einen Sauerstoffgehalt ≤ 5000 ppm, vorzugsweise ≤ 400 ppm, aufweisen,

– 25 bis 95 Gew.-% eines Wolframkarbid-Pulvers mit einer Korngröße < 30 µm, vorzugsweise ≤ 5 µm, und einem Sauerstoffgehalt < 2000 ppm, vorzugsweise ≤ 100 ppm,

– bis zu 20 Gew.-% Titankarbid, Titandiborid, Titanitrid, Titankarbonitrid, Tantalkarbid, Niobkarbid, Molybdänkarbid, Vanadiumkarbid, Chromkarbid und/oder Hafniumkarbid bzw. eine Kombination dieser Bestandteile mit einer maximalen Korngröße > 30 µm, vorzugsweise ≤ 5 µm, und einem Sauerstoffgehalt < 6000 ppm, vorzugsweise ≤ 400 ppm,

b) mechanisches Legieren des Pulvers, wobei der Mischvorgang so lange dauert, bis die gleichmäßige Verteilung der genannten Komponenten in mindestens 30%, vorzugsweise in mindestens 80%, der Stahlpulver-Partikel gewährleistet ist,

c) Verdichtung des Pulvers, bis es einen kohärenten Werkstoff mit einer Dichte von mindestens 98%, vorzugsweise mindestens 99,5%, bildet.

2. Verfahren zur Herstellung eines Metall-Matrix-Verbundwerkstoffes, **gekennzeichnet durch** die folgenden Verfahrensschritte:

a) Mischen der folgenden Komponenten:

– 5 bis 85 Gew.-% eines vorlegierten Pulvers eines korrosionsbeständigen Stahles bzw. der elementaren Bestandteile eines nichtrostenden Stahles in Pulverform, in beiden Fällen mit einer Korngröße < 70 µm, vorzugsweise ≤ 20 µm, und einem Sauerstoffgehalt in den vorlegierten Pulvern < 2000 ppm, vorzugsweise ≤ 400 ppm, und in den elementaren Bestandteilen unter ≤ 5000 ppm, vorzugsweise ≤ 400 ppm,

- 25 bis 95 Gew.-% eines Wolframkarbid-Pulvers mit einer Korngröße  $< 30 \mu\text{m}$ , vorzugsweise  $\leq 5 \mu\text{m}$ , und einem Sauerstoffgehalt  $< 2000 \text{ ppm}$ , vorzugsweise  $\leq 100 \text{ ppm}$ ,  
 – bis zu 20 Gew.-% Titankarbid, Titandiborid, Titanitrid, Titankarbonitrid, Tantalkarbid, Niobkarbid, Molybdänkarbid, Vanadiumkarbid, Chromkarbid und/oder Hafniumkarbid bzw. eine Kombination dieser Bestandteile mit einer maximalen Korngröße  $< 30 \mu\text{m}$ , vorzugsweise  $\leq 5 \mu\text{m}$ , und einem Sauerstoffgehalt  $< 6000 \text{ ppm}$ , vorzugsweise  $\leq 400 \text{ ppm}$ ,  
 b) mechanisches Legieren der genannten Pulver, wobei der Mischvorgang so lange dauert, bis die gleichmäßige Verteilung des genannten Wolframkarbids in minimal 30%, vorzugsweise minimal 80%, der Partikel des Stahlpulvers gewährleistet ist,  
 c) Verdichtung des obengenannten Pulvers, bis es einen kohärenten Werkstoff mit einer Dichte von mindestens 98%, vorzugsweise mindestens 99,5%, bildet.
3. Verfahren nach Anspruch 1 oder 2, dadurch gekennzeichnet, daß der Pulvermischung maximal 1 Gew.-%, vorzugsweise 0,05 bis 0,2 Gew.-%, Graphitpulver mit einer Korngröße von maximal  $25 \mu\text{m}$  hinzugefügt wird.
4. Verfahren nach einem der Ansprüche 1 bis 3, dadurch gekennzeichnet, daß der Pulvermischung vor dem mechanischen Legieren bis zu 15 Gew.-% Eisen-, Nickel-, Chrom- und/oder Kobaltpulver mit einer Korngröße  $< 70 \mu\text{m}$ , vorzugsweise  $< 20 \mu\text{m}$ , und einem Sauerstoffgehalt  $< 5000 \text{ ppm}$ , vorzugsweise  $< 400 \text{ ppm}$ , beigegeben wird.
5. Verfahren nach einem der Ansprüche 1 bis 4, dadurch gekennzeichnet, daß für das mechanische Legieren eine Vorrichtung verwendet wird, in der die erwünschte Teilchenstruktur unter dem Einfluß hoher kinetischer Energie erreicht wird.
6. Verfahren nach Anspruch 5, dadurch gekennzeichnet, daß zum mechanischen Legieren Mühlen, vorzugsweise Hochenergiemühlen/Attritoren, verwendet werden.
7. Verfahren nach einem der Ansprüche 1 bis 6, dadurch gekennzeichnet, daß das mechanische Legieren in einer geschützten Atmosphäre, vorzugsweise in Argon, stattfindet.
8. Verfahren nach einem der Ansprüche 1 bis 7, dadurch gekennzeichnet, daß das Pulver durch Mahlen und anschließendem Sieben nach dem mechanischen Legieren deagglomert wird.
9. Verfahren nach einem der Ansprüche 1 bis 8, dadurch gekennzeichnet, daß zur Verdichtung ein Bindemittel zu dem Pulver beigemischt wird, daß die so gewonnene Formmasse erwärmt wird, daß dann verschleißfeste Formteile im Pulverspritzguß-Formverfahren gefertigt oder im Strangpreßverfahren extrudiert werden, daß anschließend das Bindemittel durch Erhitzen oder bekannte chemische Zerlegung entzogen wird und daß abschließend die Formteile in einem Vakuum bei einer Temperatur zwischen  $1100$  und  $1600^\circ\text{C}$  so lange gesintert werden, bis die maximal erzielbare Dichte nahezu erreicht wird.
10. Verfahren nach einem der Ansprüche 1 bis 8, dadurch gekennzeichnet, daß zum Verdichten des Pulvers dieses in einem hermetisch versiegelten, entlüfteten hitzebeständigen Blechbehälter eingeschlossen wird und anschließend ein heißisostatischer Preßvorgang des Behälters durchgeführt wird, derart, daß die maximal erzielbare Dichte nahezu erreicht wird.
11. Verfahren nach Anspruch 10, dadurch gekennzeichnet, daß das mechanisch legierte Pulver zur Reduktion seines Sauerstoffgehaltes vor der Verdichtung durch den heißisostatischen Preßvorgang in einer reduzierenden Atmosphäre oder einem Vakuum zwischen  $800$  und  $1300^\circ\text{C}$  während 10 bis 60 Minuten behandelt wird.
12. Verfahren nach einem der Ansprüche 1 bis 8, dadurch gekennzeichnet, daß das Pulver durch uniaxiales Pressen in einer Preßform unter einem Druck von 300 bis 2000 MPa bzw. durch kalisostatisches Pressen unter einem Druck von 100 bis 900 MPa und durch anschließende Sinterung bei einer Temperatur zwischen  $1100$  und  $1600^\circ\text{C}$  in einem Vakuum oder unter atmosphärischem oder Teildruck eines inerten Gases verdichtet wird.
13. Verfahren nach einem der Ansprüche 1 bis 8, dadurch gekennzeichnet, daß das Pulver durch uniaxiales Pressen in einer Preßform unter einem Druck von 300 bis 2000 MPa oder durch kalisostatisches Pressen unter einem Druck von 100 bis 900 MPa verdichtet wird, daß anschließend die Formteile bei einer Temperatur zwischen  $1100$  und  $1600^\circ\text{C}$  gesintert werden, bis eine geschlossene Porosität erreicht wird, und daß anschließend ein heißisostatischer Preßvorgang (HIP) erfolgt, bis eine nahezu vollständige Dichte erreicht wird.
14. Verfahren nach einem der Ansprüche 1 bis 8, dadurch gekennzeichnet, daß das Pulver durch uniaxiales Pressen in einer Preßform unter einem Druck von 300 bis 2000 MPa oder durch kalisostatisches Pressen unter einem Druck von 100 bis 900 MPa verdichtet wird, und daß das so gefertigte Formteil in einem Sinter-HIP-Ofen bis zum Erreichen einer nahezu vollständigen Dichte weiterverarbeitet wird.
15. Verfahren nach einem der Ansprüche 1 bis 8, dadurch gekennzeichnet, daß das Pulver durch uniaxiales Pressen in einer Preßform unter einem Druck von 300 bis 2000 MPa oder durch kalisostatisches Pressen unter einem Druck von 100 bis 900 MPa verdichtet wird, daß anschließend die Formteile bei einer Temperatur zwischen  $1100$  und  $1600^\circ\text{C}$  gesintert werden, und daß schließlich in einer mechanischen Presse ein Heißverdichten mittels eines quasi-heißisostatischen Preßverfahrens in granulösen Feststoffen als Druckübertragungsmedium erfolgt.
16. Verfahren nach einem der Ansprüche 1 bis 8, dadurch gekennzeichnet, daß das Pulver durch uniaxiales Pressen in einer Preßform unter einem Druck von 300 bis 2000 MPa oder durch kalisostatisches Pressen unter einem Druck von 100 bis 900 MPa verdichtet wird, daß die Formkörper dann vorgesintert werden, um eine ausreichende Festigkeit zu erreichen, daß anschließend die jeweilige Endform durch eine spanabhebende Bearbeitung hergestellt wird und daß die Fertigteile schließlich durch die Verfahren: Sintern, Sintern – bis sich eine geschlossene Porosität ergibt –, HIP, Sintern-HIP oder Quasi-HIP heißverdichtet werden.
17. Verfahren nach einem der Ansprüche 1 bis 16, dadurch gekennzeichnet, daß der verdichtete Werkstoff zur Modifikation seiner Mikrostruktur und Eigenschaften vergütet wird, so daß er dem gewünschten Verwendungszweck entspricht.
18. Stahl-Matrix-Verbundwerkstoff, bestehend aus  
 a) 3 bis 70 Vol.-% einer Eisenlegierung (Matrix), die als Hauptbestandteile Eisen und Chrom, Molybdän, Kobalt, Wolfram, Nickel und/oder Koh-

lenstoff bzw. eine Kombination dieser Elemente enthält, wobei die Eisenlegierung als Martensit, angelassenem Martensit, Bainit, Ferrit oder Austenit bzw. einer Kombination dieser Phasen vorliegt,

b) 10 bis 92 Vol.-% Wolframkarbid-Partikeln mit einer maximalen Größe von 15 µm, vorzugsweise mit einer maximalen Größe von 0,1 µm, die homogen in der Matrix verteilt sind und

c) 10 bis 60 Vol.-% Titankarbid-, Titandiborid-, Titanitrid-, Titankarbonitrid-, Tantal-  
karbid-, Niobkarbid-, Molybdänkarbid-, Vanadiumkarbid-, Chromkarbid- und/oder Hafniumkarbid-Partikeln und Partikeln komplexer Karbide der Typen MC, M<sub>2</sub>C, M<sub>3</sub>C, M<sub>6</sub>C, M<sub>7</sub>C<sub>3</sub>, M<sub>23</sub>C<sub>6</sub> oder einer Kombination dieser Partikel, wobei mit M ein oder mehrere Atome der folgenden Metalle bezeichnet sind: Wolfram, Molybdän, Chrom, Vanadium, Eisen, Kobalt, Mangan, Nickel, Titan, Tantal, Niob und Hafnium und daß die genannten Partikel eine maximale Größe von 15 µm, vorzugsweise von maximal 0,1 µm, besitzen und homogen in der Matrix verteilt sind.

19. Stahl-Matrix-Verbundwerkstoff nach Anspruch 18, dadurch gekennzeichnet, daß in dem Verbundwerkstoff maximal 5 Vol.-% Verunreinigungen und/oder zusätzliche, normalerweise in Stahl vorhandene Begleitelemente enthalten sind.

20. Stahl-Matrix-Verbundwerkstoff nach Anspruch 18 und 19, dadurch gekennzeichnet, daß der Verbundwerkstoff maximal 3 Vol.-%, vorzugsweise weniger als 0,5 Vol.-%, Porosität aufweist.

21. Stahl-Matrix-Verbundwerkstoff nach einem der Ansprüche 18 bis 20, dadurch gekennzeichnet, daß der Verbundwerkstoff einen Sauerstoffgehalt < 500 ppm, vorzugsweise ≤ 100 ppm, aufweist.

22. Stahl-Matrix-Verbundwerkstoff nach einem der Ansprüche 18 bis 21, dadurch gekennzeichnet, daß der Verbundwerkstoff eine Härte von 900 bis 3000 HV<sub>0,5</sub> und eine Biegefestigkeit von 800 bis 3000 MPa aufweist.

23. Stahl-Matrix-Verbundwerkstoff nach Anspruch 22, dadurch gekennzeichnet, daß der Verbundwerkstoff eine Härte zwischen 1700 und 3000 HV<sub>0,5</sub> und eine Biegefestigkeit zwischen 800 und 2800 MPa aufweist,

daß die Stahlmatrix zu 3 bis 35 Vol.-% aus Martensit, angelassenem Martensit, Bainit, Ferrit oder Austenit oder aus einer Kombination dieser Phasen besteht, daß der Anteil der Wolframkarbid-Partikeln zwischen 35 und 92 Vol.-% und

daß der Anteil der weiteren partikelförmigen Materialien zwischen 10 und 40 Vol.-% liegt, wobei es sich bei den weiteren partikelförmigen Materialien um Titankarbid, Titandiborid, Titanitrid, Titankarbonitrid, Tantal-  
karbid, Niobkarbid, Molybdänkarbid, Vanadiumkarbid, Chromkarbid und/oder Hafniumkarbid und Partikel komplexer Karbide oder aus einer Kombination dieser Partikel handelt.

24. Stahl-Matrix-Verbundwerkstoff nach Anspruch 22, dadurch gekennzeichnet, daß der Verbundwerkstoff eine Härte zwischen 900 und 1900 HV<sub>0,5</sub> und eine Biegefestigkeit zwischen 1200 und 3000 MPa aufweist,

daß die Stahl-Matrix zu mehr als 35 Vol.-% höchstens aber zu 70 Vol.-% aus Martensit bzw. angelassenem Martensit, Bainit, Ferrit oder Austenit bzw. aus einer Kombination dieser Phasen besteht,

daß der Anteil an Wolframkarbid-Partikeln zwischen 10 und 60 Vol.-% und

daß der Anteil der weiteren partikelförmigen Materialien zwischen 20 und 50 Vol.-% liegt, wobei es sich bei den weiteren partikelförmigen Materialien um Titankarbid, Titandiborid, Titanitrid, Titankarbonitrid, Tantal-  
karbid, Niobkarbid, Molybdänkarbid, Vanadiumkarbid, Chromkarbid und/oder Hafniumkarbid und Partikel komplexer Karbide oder aus einer Kombination dieser Partikel handelt.

25. Stahl-Matrix-Verbundwerkstoff, bestehend aus a) 3 bis 80 Vol.-% einer Eisenlegierung (Matrix), die als Hauptbestandteile Eisen, Chrom, Molybdän, Kobalt, Wolfram, Nickel und/oder Kohlenstoff bzw. eine Kombination dieser Elemente enthält, wobei die Eisenlegierung als Austenit, Ferrit oder Martensit bzw. eine Kombination dieser Phasen vorliegt und eine korrosionsbeständige Matrix bildet,

b) 8 bis 92 Vol.-% Wolframkarbid-Partikeln mit einer maximalen Größe von 15 µm, vorzugsweise maximal von 0,1 µm, die homogen in der Matrix verteilt sind und

c) 10 bis 50 Vol.-% Titankarbid-, Titandiborid-, Titanitrid-, Titankarbonitrid-, Tantal-  
karbid-, Niobkarbid-, Molybdänkarbid-, Vanadiumkarbid-, Chromkarbid- und/oder Hafniumkarbid-Partikeln und Partikeln komplexer Karbide der Typen MC, M<sub>2</sub>C, M<sub>3</sub>C, M<sub>6</sub>C, M<sub>7</sub>C<sub>3</sub>, M<sub>23</sub>C<sub>6</sub> oder aus einer Kombination dieser Partikeln bestehen, wobei M ein oder mehrere Atome der folgenden Metalle präsentiert: Wolfram, Molybdän, Chrom, Vanadium, Eisen, Kobalt, Mangan, Nickel, Titan, Tantal, Niob und Hafnium und daß die besagten Partikel eine maximale Größe von 15 µm, vorzugsweise maximal von 0,1 µm, besitzen und homogen in der Matrix verteilt sind.

26. Stahl-Matrix-Verbundwerkstoff nach Anspruch 25, dadurch gekennzeichnet, daß der Verbundwerkstoff maximal 5 Vol.-% Verunreinigungen und/oder zusätzliche, normalerweise in Stahl vorhandene Begleitelemente enthält.

27. Stahl-Matrix-Verbundwerkstoff nach einem der Ansprüche 25 und 26, dadurch gekennzeichnet, daß die Porosität des Verbundwerkstoffes ≤ 3 Vol.-%, vorzugsweise < 0,5 Vol.-%, beträgt.

28. Stahl-Matrix-Verbundwerkstoff nach einem der Ansprüche 25 bis 27, dadurch gekennzeichnet, daß der Sauerstoffgehalt des Verbundwerkstoffes ≤ 500 ppm, vorzugsweise < 100 ppm, ist.

29. Stahl-Matrix-Verbundwerkstoff nach einem der Ansprüche 25 bis 28, dadurch gekennzeichnet, daß der Verbundwerkstoff eine Härte von 800 bis 2700 HV<sub>0,5</sub> und eine Biegefestigkeit von 800 bis 2800 MPa aufweist.

30. Stahl-Matrix-Verbundwerkstoff nach Anspruch 29, dadurch gekennzeichnet, daß der Verbundwerkstoff eine Härte zwischen 1400 HV<sub>0,5</sub> und 2700 HV<sub>0,5</sub> und eine Biegefestigkeit zwischen 800 und 2600 MPa aufweist,

daß die Stahlmatrix zu 3 bis 35 Vol.-% aus Austenit, Ferrit oder Martensit oder aus einer Kombination dieser Phasen besteht, die zusammen eine korrosionsbeständige Matrix bilden, daß der Anteil der Wolframkarbid-Partikeln zwischen 35 und 92 Vol.-% und

daß der Anteil an weiteren partikelförmigen Materialien zwischen 10 und 50 Vol.-% liegt, wobei es sich bei

den weiteren partikelförmigen Materialien um Titankarbid, Titandiborid, Titannitrid, Titankarbonitrid, Tantalkarbid, Niobkarbid, Molybdänkarbid, Vanadiumkarbid, Chromkarbid und/oder Hafniumkarbid und Partikel komplexer Karbide oder aus einer Kombination dieser Partikel handelt. 5

31. Stahl-Matrix-Verbundwerkstoff nach Anspruch 29, dadurch gekennzeichnet, daß der Verbundwerkstoff eine Härte zwischen 800 und 1800 HV<sub>0,5</sub> und eine Biegefestigkeit zwischen 1000 und 2800 MPa aufweist, 10

daß die Stahlmatrix zu über 35 Vol.-% bis zu maximal 80 Vol.-% aus Austenit, Ferrit oder Martensit oder aus einer Kombination dieser Phasen besteht, die zusammen eine korrosionsbeständige Matrix bilden, 15

daß der Anteil an Wolframkarbid-Partikeln zwischen 8 und 60 Vol.-% und

daß der Anteil an weiteren partikelförmigen Materialien zwischen 10 und 50 Vol.-% liegt, wobei es sich bei den weiteren partikelförmigen Materialien um Titankarbid, Titandiborid, Titannitrid, Titankarbonitrid, Tantalkarbid, Niobkarbid, Molybdänkarbid, Vanadiumkarbid, Chromkarbid und/oder Hafniumkarbid und Partikel komplexer Karbide oder aus einer Kombination dieser Partikel handelt. 25

---

Hierzu 3 Seite(n) Zeichnungen

---

30

35

40

45

50

55

60

65

- Leerseite -

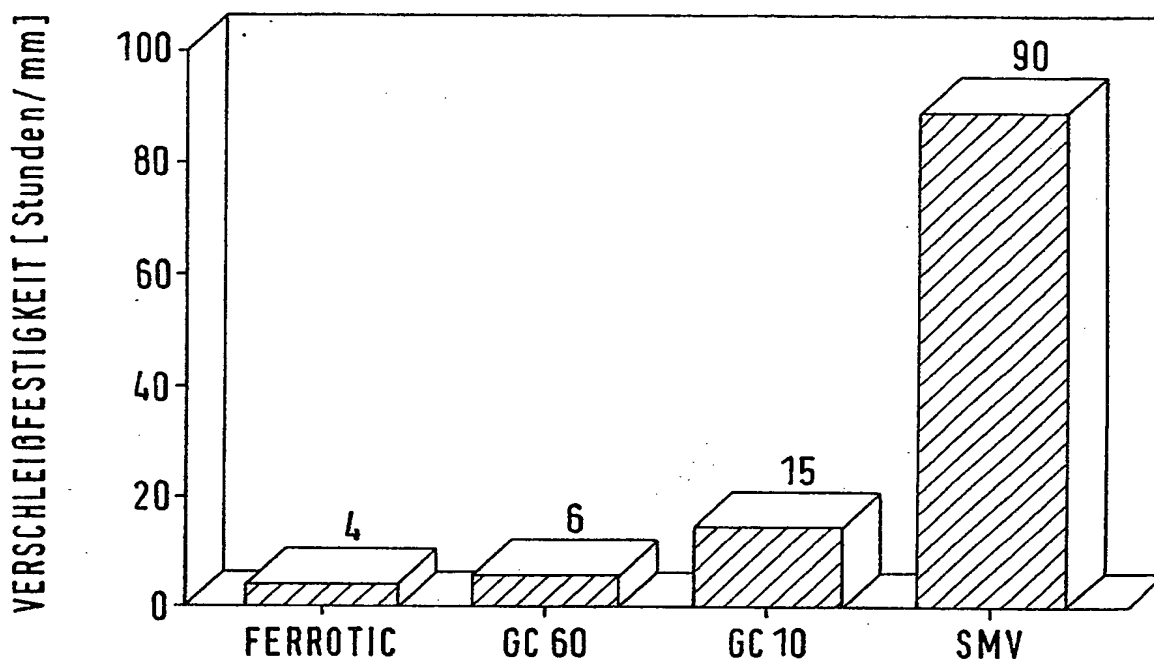


FIG.1

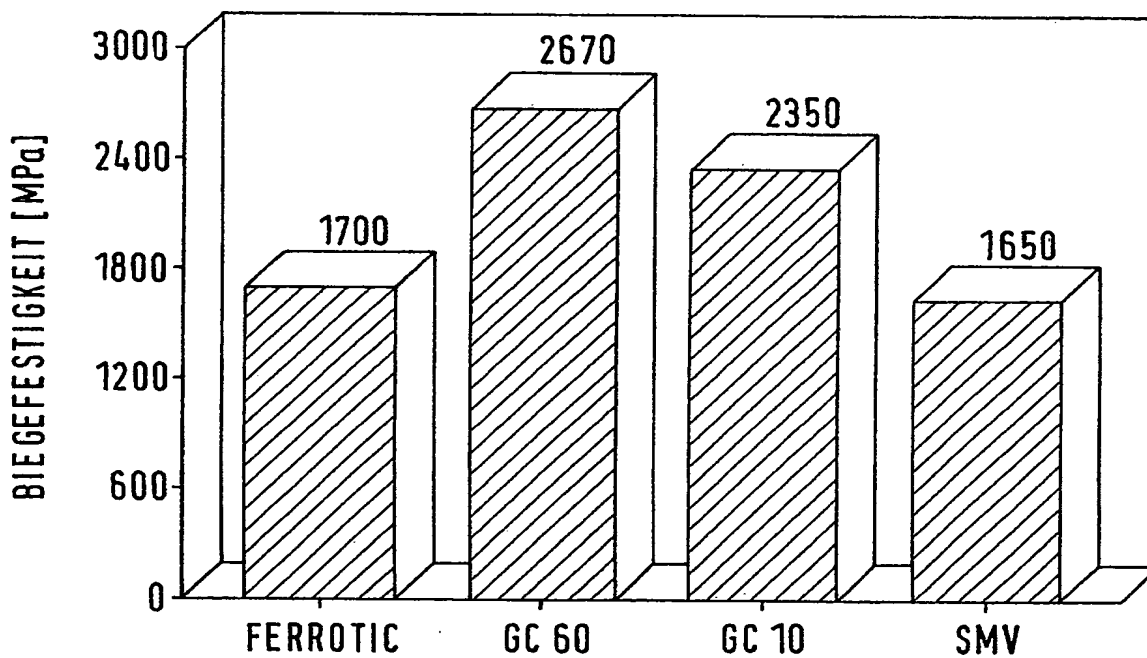


FIG.2

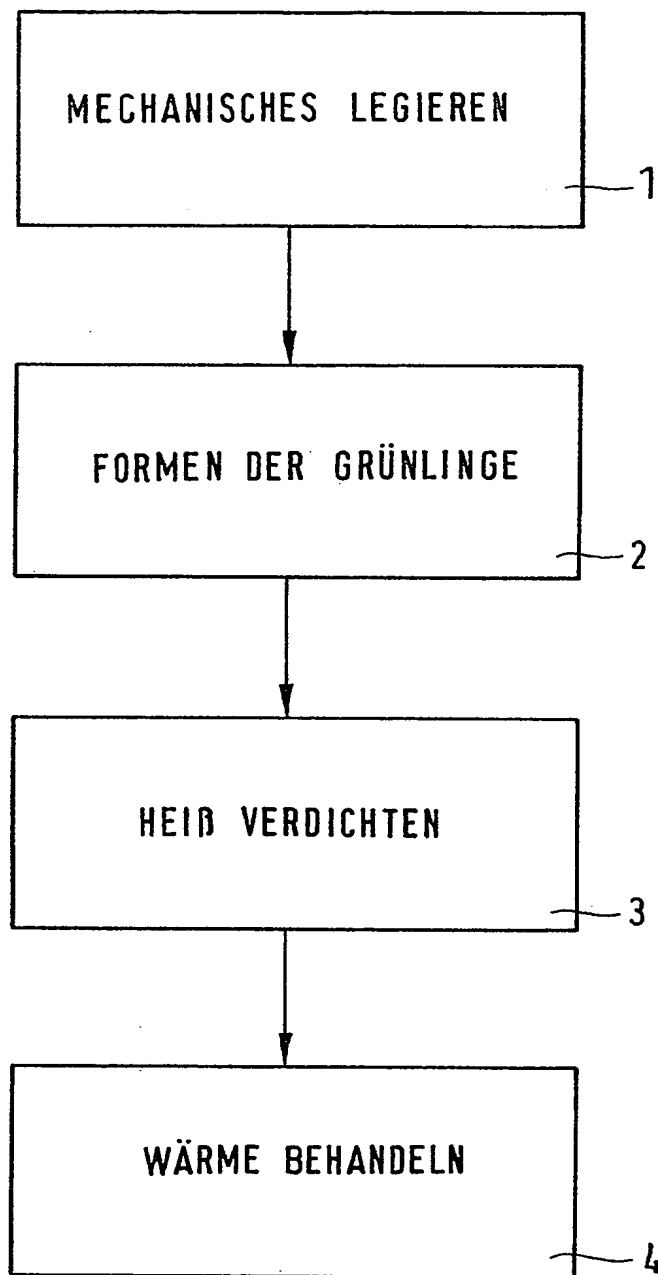


FIG.3

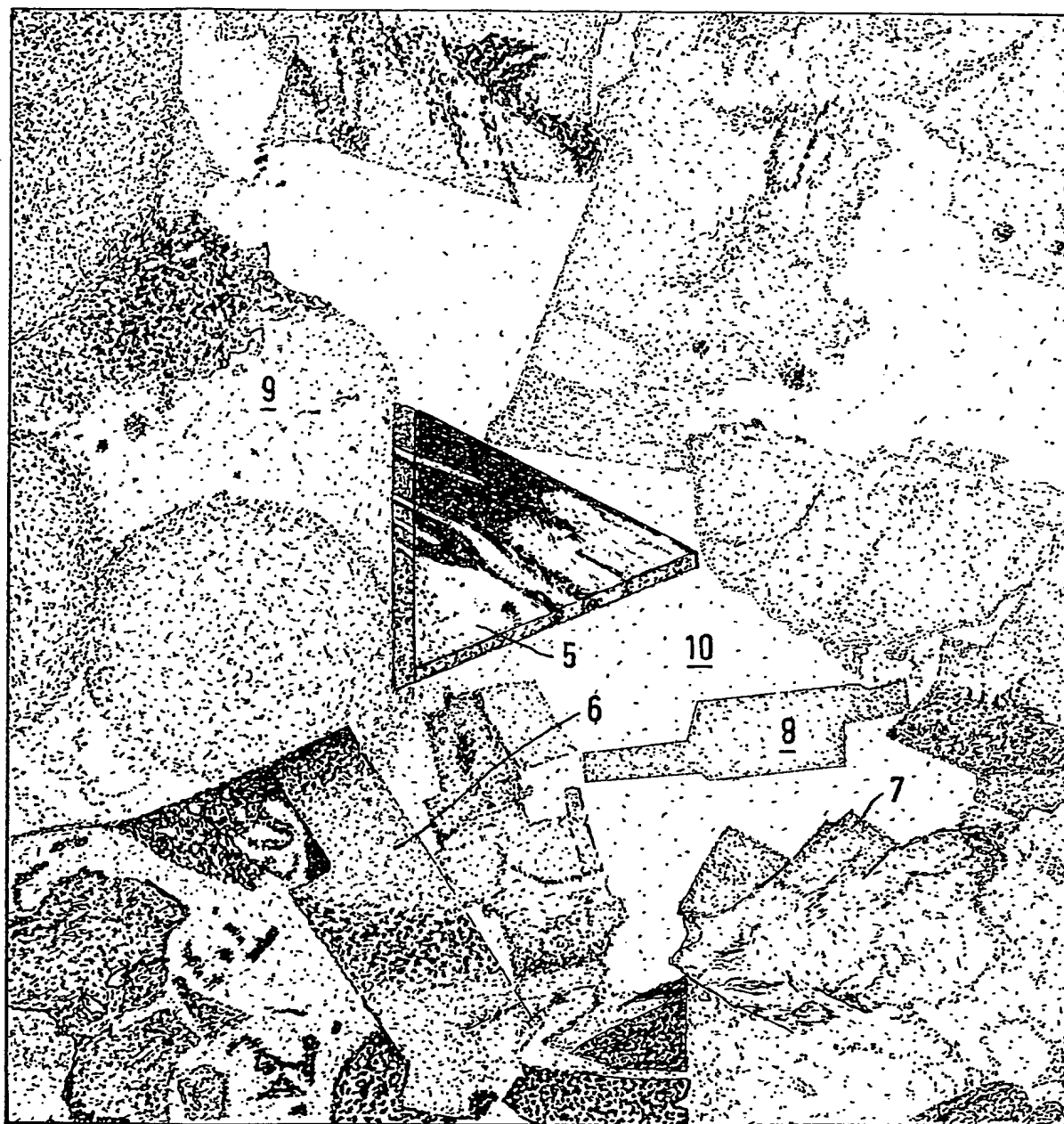


FIG.4

50 nm